第 51 卷 第 2 期 金属学报 Vol.51 No.2
2015 年 2 月 第201-208页 ACTA METALLURGICA SINICA Feb. 2015 pp.201-208

Mn含量对Fe-Mn-Si-Cr-Ni合金记忆效应的影响机制*

张成燕[1)] 宋 帆[1)] 王珊玲[2)] 彭华备[1)] 文玉华[1)]

1) 四川大学制造科学与工程学院, 成都 610065

2) 四川大学分析测试中心, 成都 610065

摘要 采用OM, EBSD, XRD, TEM和SQUID研究了3种不同Mn含量的固溶态Fe-(14~21)Mn-5.5Si-8.5Cr-5Ni合金在马氏体转变开始温度M_s以上10 K (M_s+10 K)变形前后的形状记忆效应和微观组织. 结果表明, 固溶态Fe-(14~21)Mn-5.5Si-8.5Cr-5Ni合金的形状记忆效应随Mn含量增加而增加. 这是由于: 一方面, 奥氏体屈服强度与应力诱发ε马氏体临界应力的差值随着Mn含量的增加而增大, 即提高Mn含量增强了奥氏体抵抗塑性变形的能力; 另一方面, Mn含量的提高减小了应力诱发ε马氏体的宽度, 抑制了α'马氏体的引入, 从而提高了应力诱发ε马氏体的可逆性.

关键词 形状记忆合金, Mn, 应力诱发ε马氏体, 滑移

中图法分类号 TG139.6 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)02-0201-08

EFFECT MECHANISM OF Mn CONTENTS ON SHAPE MEMORY OF Fe-Mn-Si-Cr-Ni ALLOYS

ZHANG Chengyan [1)], *SONG Fan* [1)], *WANG Shanling* [2)], *PENG Huabei* [1)], *WEN Yuhua* [1)]

1) College of Manufacturing Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065

2) Analytical and Testing Center, Sichuan University, Chengdu 610065

Correspondent: WEN Yuhua, professor, Tel: (028)85405320, E-mail: wenyh@scu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.51171123 and 51271128)

Manuscript received 2014-07-17, in revised form 2014-10-17

ABSTRACT Fe-Mn-Si base shape memory alloys (SMAs), as compared with Ni-Ti and Cu base SMAs, have attracted much attention since the 1980s due to their promising advantages, such as low cost, good workability and weldability. However, the recovery strain of polycrystalline Fe-Mn-Si base SMAs is only about 2%~3% except single crystals and ribbons ones. At the present time, in order to enhance the recovery strain of this kind of alloys, some methods such as thermo-mechanical training, ausforming and thermo-mechanical treatment are used. In recent years, the research group had prepared training-free cast Fe-Mn-Si base alloys showing an excellent shape memory effect (SME). Unfortunately, the grains of cast Fe-Mn-Si base alloys are coarse, certainly leading to low yield strength and recovery stress. Many factors affecting the shape memory effect, such as alloy elements, the amount of pre-strain, deformation temperatures, annealing treatments and the training, have been studied. However, there is a debate on the effect of Mn contents on the shape memory effect of Fe-Mn-Si base alloys. The aim of this work is to clarify the debate, shape memory effect and microstructures of solution treated Fe-(14~21)Mn-5.5Si-8.5Cr-5Ni alloys were investigated by OM, EBSD, XRD, TEM and SQUID before and after deformation at 10 K higher than their start temperature of martensitic transformation (M_s+10 K). The result showed that the shape memory effect of solution treated Fe-(14~21)Mn-5.5Si-8.5Cr-5Ni alloys increased with the Mn contents. There are two reasons for this result. One is that the difference value between austenitic yield strength and critical stress of stress-induced ε martensite increased with the Mn contents. In other word, the ability resisting plastic deformation was

*国家自然科学基金项目51171123和51271128资助
收到初稿日期: 2014-07-17, 收到修改稿日期: 2014-10-17
作者简介: 张成燕, 女, 藏族, 1988年生, 硕士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00394

improved by increasing the Mn contents. The other is that the reversibility of ε martensite reverse transformation was enhanced by increasing the Mn contents because the width of stress-induced ε martensite decreased while the α′martensite was difficult to be introduced with increasing the Mn contents.

KEY WORDS shape memory alloy, Mn, stress-induced ε martensite, slip

Fe-Mn-Si基形状记忆合金具有价格低廉、加工容易和力学性能优异等优点, 近年来倍受学者们的关注[1~12]. 研究表明, 单晶和薄带的Fe-Mn-Si基合金具有优良的形状记忆效应[1,2], 未经特殊处理的多晶Fe-Mn-Si基合金的形状记忆效应较差, 可恢复变形量低于3%. 为了提高Fe-Mn-Si基合金的形状记忆效应, 学者们就合金化[7,8]、热机械循环训练[9~10,13]、奥氏体高温形变热处理[14]和析出第二相[5,15]等对其形状记忆效应的影响展开了大量研究. 结果表明: 热机械循环训练是目前提高Fe-Mn-Si基合金形状记忆效应最有效的方法, 可将合金的可恢复变形量提高到4%~5%. 但这种处理方法工艺复杂, 增加了制备成本. 近年来, 本课题组采用铸造加退火的方法制备了免训练铸造Fe-Mn-Si基形状记忆合金[16], 其可恢复变形量大于6%. 然而, 铸造合金存在屈服强度和恢复应力较低的问题. 因此, 如何制备形状记忆效应和力学性能优良的免训练Fe-Mn-Si基合金仍是亟待解决的问题.

Mn是Fe-Mn-Si基合金的基本组成元素之一. 然而, Mn对其形状记忆效应的影响机制目前仍不清楚. Otsuka等[17]研究了室温变形时Fe-(14~22)Mn-5Si-8Cr-5Ni (质量分数, %, 下同)合金的形状记忆效应, 结果表明: 应力诱发ε马氏体越多, 合金的形状记忆效应越好. Inagaki和Inoue[18]也研究了室温变形时Fe-(10~28)Mn-6Si-9Cr-6Ni合金的形状记忆效应, 结果也表明: 当Mn含量在18%~28%之间时, 应力诱发ε马氏体越多合金形状记忆效应越好; 但是, 他们也发现: 当Mn含量在14%~18%之间时, 应力诱发ε马氏体越多反而合金的形状记忆效应越差. Inagaki和Inoue[18]认为, 导致该结果的原因是当Mn含量低于18%时, 合金中存在的热诱发ε马氏体, 不利于应力诱发ε马氏体的逆转变. 然而, Federzoni和Guénin[19]却发现, 当热诱发ε马氏体低于10%时, 有利于提高Fe-Mn-Si基合金的形状记忆效应. 此外, Mn能改变Fe-Mn-Si基合金的奥氏体γ向ε马氏体转变开始温度M_s[20]. 为了避免热诱发ε马氏体引入的影响, 本工作研究了不同Mn含量的Fe-(14~21)Mn-5.5Si-8.5Cr-5Ni合金在M_s以上10 K (M_s+10 K)变形后的形状记忆效应和微观组织, 从而明确Mn含量对Fe-Mn-Si-Cr-Ni合金记忆效应的影响机制.

1 实验方法

实验合金的制备采用工业纯Fe, 电解Mn, 金属Si, 金属Cr和电解Ni为原料, 在真空中频感应炉内Ar气保护下熔炼, 随后浇注成铸锭. 铸锭经1373 K均匀退火12 h后热锻成板, 接着热轧成板材. 最后, 板材经冷轧变形20%成厚度2.2 mm的板材. 然后, 将板材线切割为实验所需的试样, 最后对线切割后的试样在1373 K固溶处理30 min, 水淬. 合金的化学成分如表1所示.

固溶态合金的相变温度采用电阻率-温度曲线测定, 结果见表1. 根据测定的相变温度, 采用弯曲法表征合金在ε马氏体转变开始温度M_s以上10 K (M_s+10 K)变形后的形状记忆效应[21], 弯曲变形的试样在873 K加热恢复5 min. 值得指出的是, 14Mn合金的M_s高于室温, 为了避免热诱发ε马氏体的引入, 试样经过固溶处理后直接淬火至337 K的热水中测试形状记忆效应. 采用RGM-4300型万能试验机在高低温环境箱中分别对狗骨头试样进行拉伸变形,

表1 Fe-Mn-Si-Cr-Ni合金的化学成分及其固溶态的相变温度

Table 1 Chemical compositions of Fe-Mn-Si-Cr-Ni alloys and phase transformation temperatures of solution treated alloys

Alloy	Mass fraction / %						Transformation temperature / K		
	Mn	Si	Cr	Ni	C	Fe	M_s	A_s	A_f
14Mn	14.81	5.63	8.72	5.48	0.006	Bal.	327	345	405
18Mn	18.81	5.61	9.31	5.36	0.010	Bal.	235	336	385
21Mn	21.63	5.60	9.32	5.38	0.015	Bal.	220	328	357

Note: M_s—start temperature of martensite transformation, A_s—start temperature of austenite transformation, A_f—finish temperature of austenite transformation

表征合金在230~473 K之间的名义屈服强度 $\sigma_{0.2}$. 拉伸速率均为0.5 mm/min.

金相观察在 OLYMPUS GX51 型光学显微镜(OM)上进行. 采用彩色OM像腐蚀法来表征合金中的不同相. 彩色OM像腐蚀液为1.2%$K_2S_2O_5$+0.5%NH_4HF_2 (质量分数)的水溶液. 在彩色OM像中, γ奥氏体呈棕色, ε马氏体为黑色线条状和白色板条状. 采用配备了TSL-OIM电子背散射衍射系统(EBSD)的JSM 6500F场发射扫描电镜(SEM)表征合金的晶粒尺寸. 通过Image analysis FIVE金相分析软件统计彩色OM像中ε马氏体的宽度, 至少统计500条马氏体. 采用X'Pert Pro MPD 型X射线衍射仪(XRD)表征 ε 马氏体 $(10\bar{1}0)$ 和 $(10\bar{1}1)$, 以及奥氏体(111), (200)和(220)的衍射峰, 基于多线条法定量计算应力诱发ε马氏体体积分数, 靶材为Cu靶, 扫描速度为2 °/min. 合金的微观组织观察在Tecnai F20型透射电镜(TEM)上进行. TEM样品经机械减薄后, 电解双喷穿孔制成. 电解液为H_2SO_4: CH_3OH=1: 4 (体积分数). 采用MPMS-7T型超导量子干涉仪(SQUID)测定在188.4 A/m下合金经不同量变形后的磁饱和强度, 进而表征α'马氏体的演变规律. 在Fe-Mn-Si基形状记忆合金中, α'马氏体是磁性相, 所以通过表征合金磁饱和强度的变化可以反映α'马氏体量的变化.

2 实验结果

2.1 Mn含量对记忆效应的影响

图1给出了3种不同Mn含量合金在M_s+10 K经不同量变形后的可恢复变形量. 当变形量小于6%时, 3种合金的可恢复变形量均随变形量的增大而增加. 变形量超过6%后, 14Mn合金的可恢复变形量略有增加, 在8%变形量附近达到最大, 随后降低; 18Mn合金的可恢复变形量保持不变; 21Mn合金的可恢复变形量则继续增加, 在12%变形量附近达到3.7%. 值得注意的是, 在相同变形量下合金的可恢复变形量随Mn含量的增加而增加.

2.2 Mn含量对应力诱发ε马氏体相变的影响

图2给出了3种不同Mn含量合金的彩色OM像. 14Mn合金的M_s (327 K)高于室温(293 K), 所以室温组织中有热诱发ε马氏体(白色)产生. 18Mn和21Mn合金的M_s均低于室温(表1), 所以室温组织为单相奥氏体. 采用EBSD表征了固溶态14Mn, 18Mn和21Mn合金的晶粒尺寸, 依次分别为100.7, 97.6和104.4 μm, 可见这3种合金的晶粒尺寸非常接近.

图3给出了3种不同Mn含量合金在M_s+10 K经不同量变形后的彩色OM像. 从图中可以看出, 3种不同Mn含量合金中应力诱发ε马氏体量随变形量的增大而增加. 对于14Mn和18Mn合金, 在ε马氏体交叉处有黑色颗粒相产生, 但在21Mn合金中很难观察到这种黑色颗粒相. 文献[12,22]已清楚表明, 这种黑色颗粒相是α'马氏体.

图4给出了固溶态14Mn, 18Mn和21Mn合金在M_s+10 K经不同量变形后的XRD谱和应力诱发ε马化体体积分数. 结果表明, 在较大变形量7%和9%时, 14Mn和18Mn合金中有明显的α'马氏体峰出现

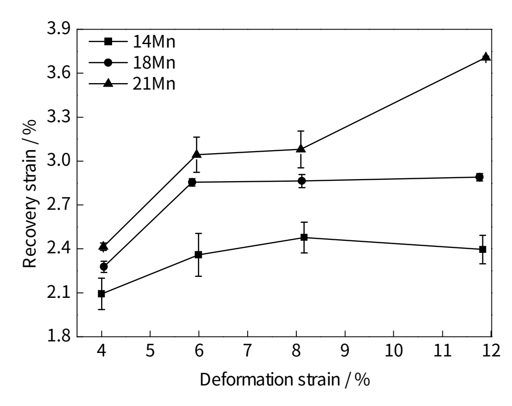


图1 固溶态14Mn, 18Mn和21Mn合金在M_s+10 K下变形量对可恢复变形量的影响

Fig.1 Effect of deformation strains on the recovery strain of solution treated 14Mn, 18Mn and 21Mn alloys deformed at their M_s+10 K

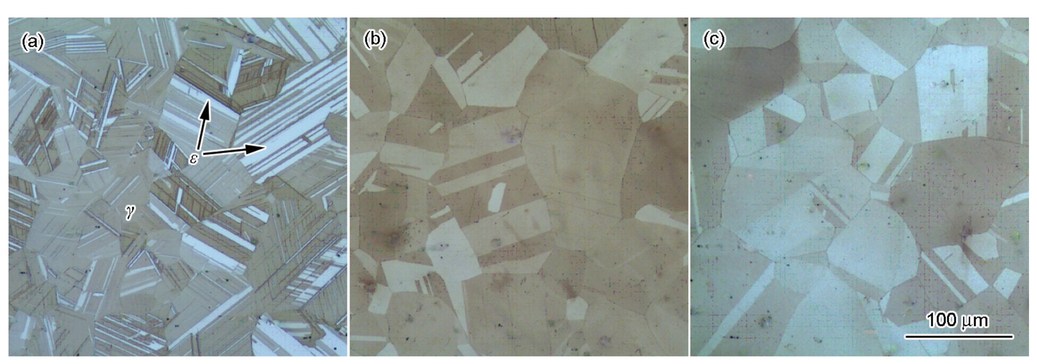


图2 固溶态14Mn, 18Mn和21Mn合金的彩色OM像

Fig.2 Color OM images of solution treated 14Mn (a), 18Mn (b) and 21Mn (c) alloys

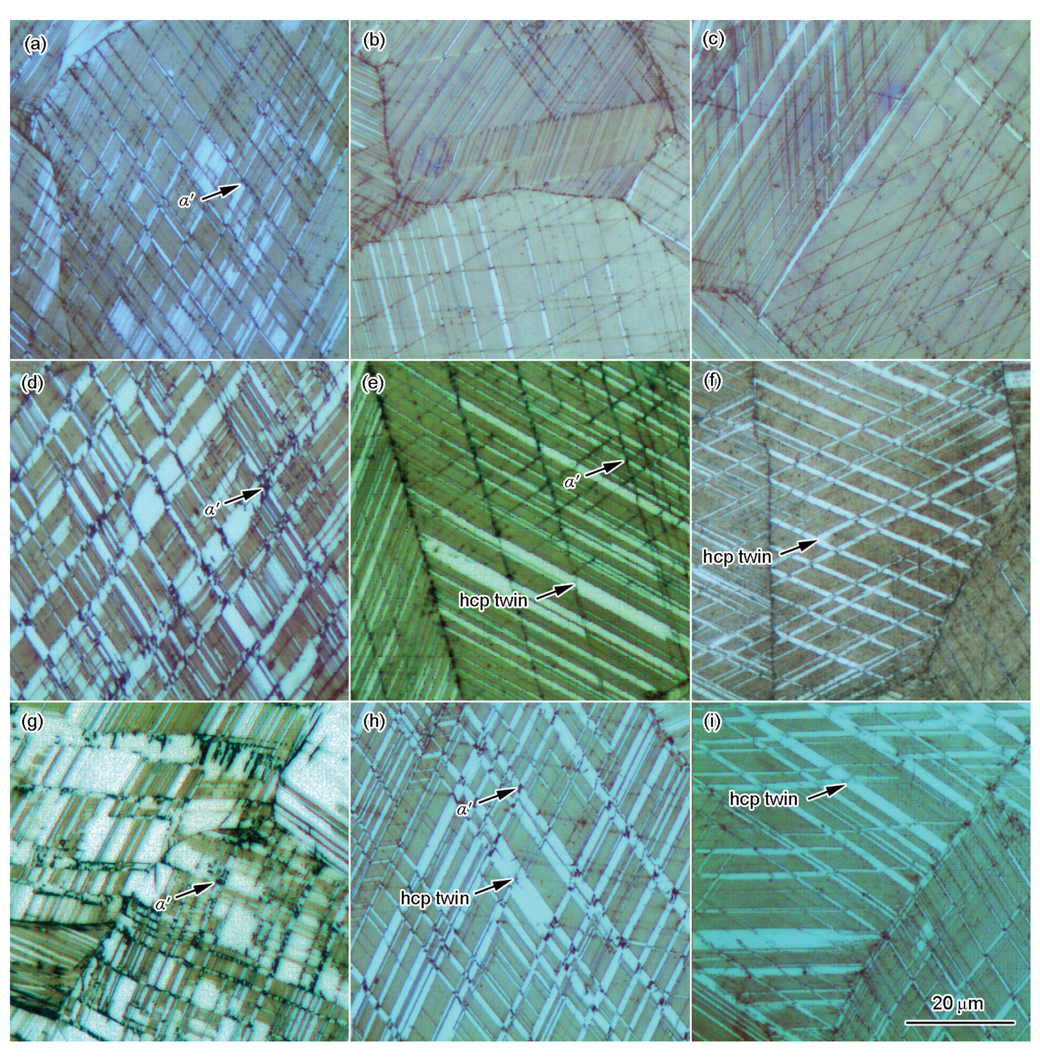


图3 固溶态14Mn, 18Mn和21Mn合金在M_s+10 K经不同量变形后的彩色OM像

Fig.3 Color OM images of solution treated 14Mn (a, d, g), 18Mn (b, e, h) and 21Mn (c, f, i) alloys subjected to deformation strains of 4% (a~c), 7% (d~f) and 9% (g~i) at their M_s+10 K

(图4a和b); 但21Mn合金中没有α'马氏体峰出现(图4c). 由图4d可见, 在M_s+10 K经相同量变形后, 合金中应力诱发ε马氏体的体积分数随Mn含量增加而减小.

为了准确表征合金在变形中引入的α'马氏体量, 采用SQUID表征了3种不同Mn含量合金在M_s+10 K经不同量变形后的磁饱和强度, 如图5所示. 当变形量为4%时, 仅有14Mn合金的磁饱和强度增加, 18Mn和21Mn合金的磁饱和强度基本不变. 变形量超过4%后, 14Mn合金的磁饱和强度继续增加, 18Mn合金的磁饱和强度缓慢增加, 21Mn合金的磁饱和强度仍保持不变. 上述SQUID结果表明: 14Mn合金中α'马氏体随变形量的增大而增多; 当变形量大于4%时, 18Mn合金中才有α'马氏体引入; 而21Mn合金中几乎没有α'马氏体的引入. 此外, 值得指出的是, 18Mn合金中部分应力诱发ε马氏体交叉碰撞处并未形成黑色颗粒状的α'马氏体, 而呈现与ε马氏体一样的白色. 21Mn合金的应力诱发ε马氏体在交叉碰撞处也呈现白色. 经TEM表征, 这些应力诱发ε马氏体交叉碰撞处形成的白色相为ε马氏体孪晶(图6).

2.3 Mn含量对应力诱发ε马氏体宽度的影响

图7给出了3种不同Mn含量合金在M_s+10 K经不同量变形后应力诱发ε马氏体宽度的累计频率分布图. 在变形4%, 7%和9%后, 应力诱发ε马氏体宽度的分布范围均随Mn含量的增加而减小. 并且, 在相同变形量下, 应力诱发ε马氏体的平均宽度也随Mn含量的增加而减小(表2).

2.4 Mn含量对力学行为的影响

图8给出了3种不同Mn含量合金的名义屈服强度$\sigma_{0.2}$与温度的关系图. 当变形温度高于应力诱发ε马氏体转变的最高温度M_s^σ时, 合金优先发生塑性

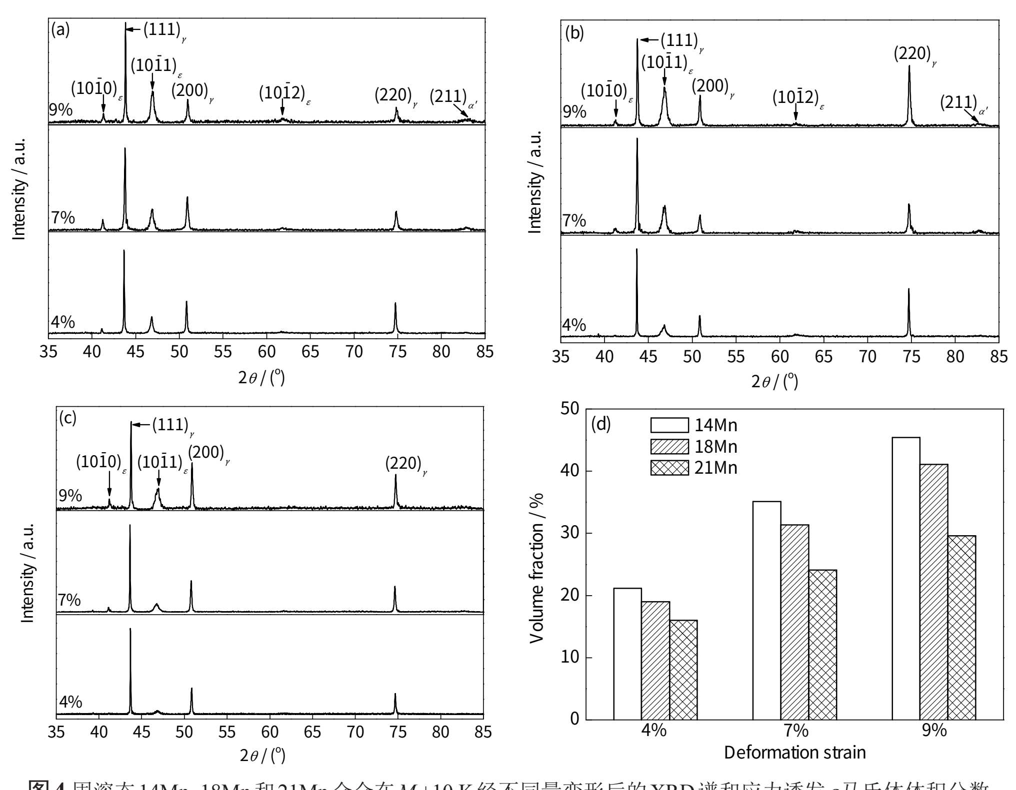


图 4 固溶态 14Mn, 18Mn 和 21Mn 合金在 M_s+10 K 经不同量变形后的 XRD 谱和应力诱发 ε 马氏体体积分数

Fig.4 XRD spectra of solution treated 14Mn (a), 18Mn (b) and 21Mn (c) alloys subjected to different deformation strains at their M_s+10 K and volume fraction of stress-induced ε martensite (d)

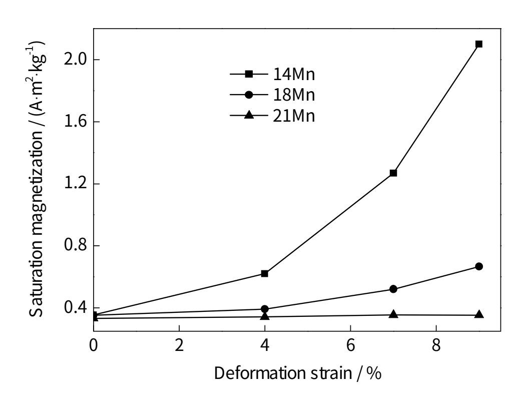


图 5 固溶态 14Mn, 18Mn 和 21Mn 合金在 M_s+10 K 经不同量变形后的磁饱和强度

Fig.5 Saturation magnetizations of solution treated 14Mn, 18Mn and 21Mn alloys subjected to different deformation strains at their M_s+10 K

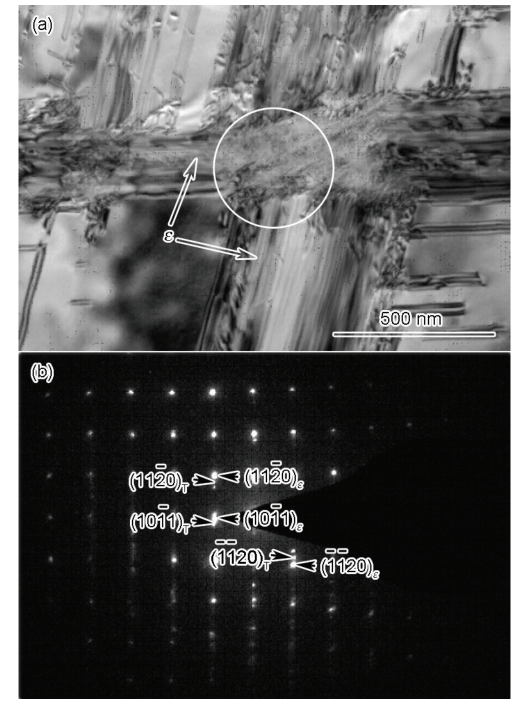


图 6 固溶态 21Mn 合金在 M_s+10 K 变形 9% 后的 TEM 像及其 SAED 谱

Fig.6 TEM image (a) and SAED pattern of circle in Fig.6a (b) of 21Mn alloy subjected to 9% deformation at its M_s+10 K (The subscripts T and ε represent hcp twin and stress-induced ε martensite, respectively)

变形[23], $\sigma_{0.2}$随变形温度的升高而降低. 当变形温度在 M_s+10 K 与 M_s^σ [24]之间时, 合金优先发生应力诱发 ε 马氏体相变, $\sigma_{0.2}$随变形温度的升高而增加. 此时, $\sigma_{0.2}$为应力诱发 $\gamma\rightarrow\varepsilon$ 马氏体转变的临界应力 σ_ε, 在 M_s+10 K 时合金的奥氏体屈服强度 $\sigma_{\gamma\,\mathrm{slip}}$则通过高于 M_s^σ 温度的名义屈服强度 $\sigma_{0.2}$外延得到(如图 8 中虚线所示). 从图 8 中可以看出, M_s+10 K 时 $\sigma_{\gamma\,\mathrm{slip}}$随 Mn 含量的增加而增大, 并且 $\sigma_{\gamma\,\mathrm{slip}}$与 σ_ε的差值 $\Delta\sigma_{0.2}$ 也随

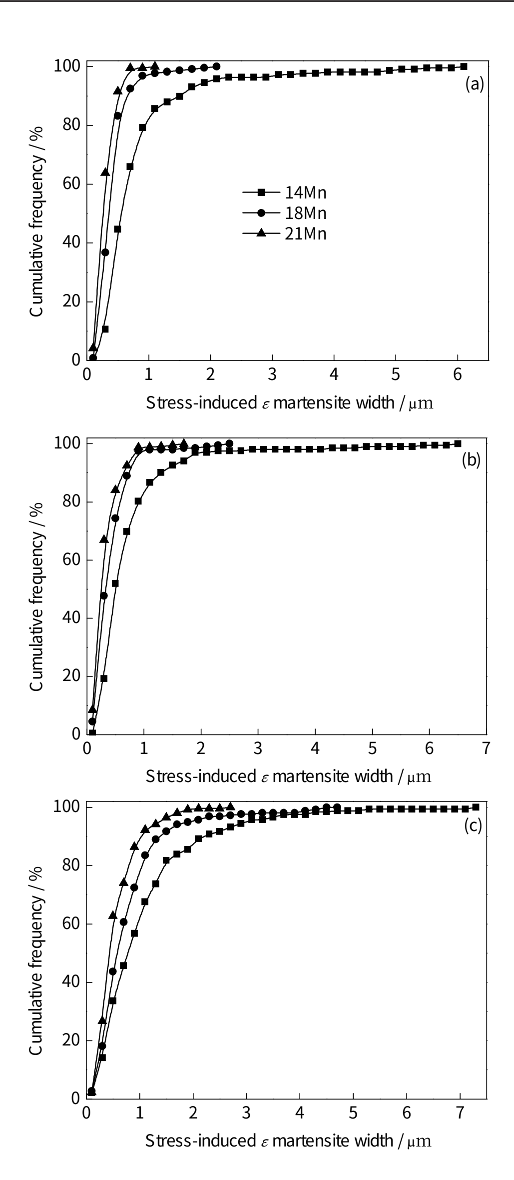


图 7 固溶态14Mn, 18Mn和21Mn合金在M_s+10 K经不同量变形后应力诱发ε马氏体宽度的累计频率分布图

Fig.7 Cumulative frequency distributing graphs of stress-induced ε martensite width for solution treated 14Mn, 18Mn and 21Mn alloys subjected to deformation strains of 4% (a), 7% (b) and 9% (c) at their M_s+10 K

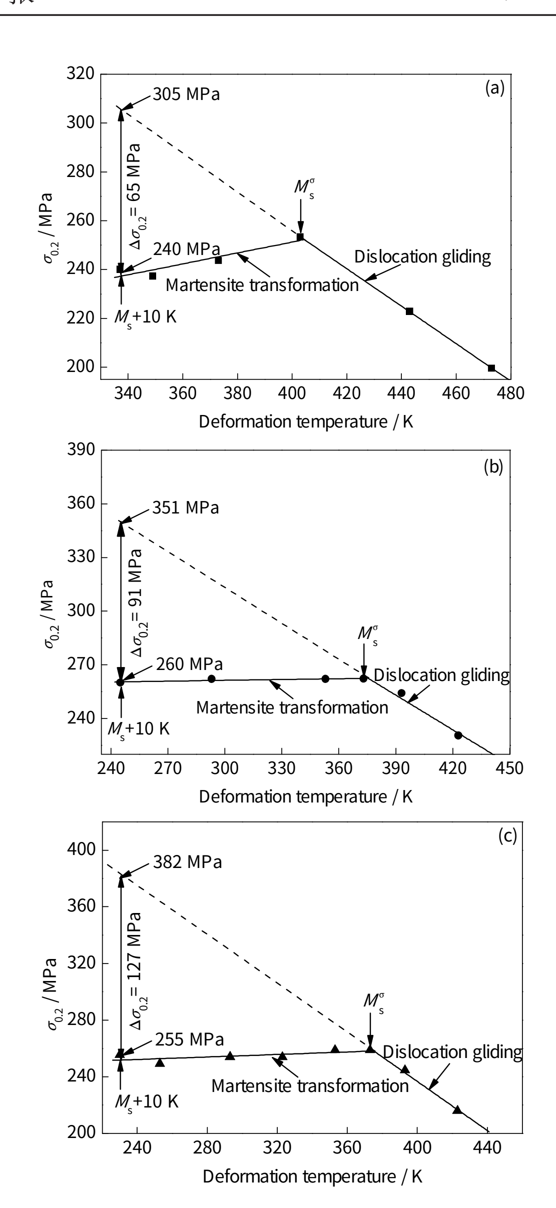


图 8 固溶态14Mn, 18Mn和21Mn合金的名义屈服强度$\sigma_{0.2}$与变形温度的关系

Fig.8 Relationships between 0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ and deformation temperatures of solution treated 14Mn (a), 18Mn (b) and 21Mn (c) alloys (M_s^σ represents the highest temperature of stress- induced ε martensite transformation)

表 2 固溶态14Mn, 18Mn和21Mn合金在M_s+10 K经不同量变形后应力诱发ε马氏体的平均宽度

Table 2 Average width of stress-induced ε martensite for solution treated 14Mn, 18Mn and 21Mn alloys subjected to different deformation strains at their M_s+10 K

(μm)

Alloy	4%	7%	9%
14Mn	0.88	0.91	1.15
18Mn	0.49	0.50	0.85
21Mn	0.38	0.40	0.63

Mn含量增加而增大.

3 分析讨论

Fe-Mn-Si基合金的形状记忆效应来源于应力诱发$\gamma \leftrightarrow \varepsilon$马氏体的相变及其逆相变[25]. 为了获得好的形状记忆效应, 必须满足以下2个条件: (1) 变形时形状的改变由应力诱发ε马氏体相变来承担, 避免塑性滑移的引入; (2) 应力诱发ε马氏体具有良好的可逆性[12,25]. Tomota等[26]研究了在523 K施加较低的应力, 使合金冷却过程中的形状改变完全由应力诱

发 ε 马氏体相变来承担, 但最后其形状记忆效应却没有得到提高, 即应力诱发 ε 马氏体的可逆性没有得到保证.

$\sigma_{\gamma\,\mathrm{slip}}$ 与 σ_ε 的差值 $\Delta\sigma_{0.2}$ 可用于表征 Fe-Mn-Si 基形状记忆合金抵抗塑性滑移的能力. $\Delta\sigma_{0.2}$ 越大, 合金在变形过程中就越不容易发生塑性滑移. 在 M_s+10 K 变形时, Fe-(14~21)Mn-5.5Si-8.5Cr-5Ni 合金的 $\Delta\sigma_{0.2}$ 随 Mn 含量增加而增大(图 8). 该结果表明, Fe-Mn-Si-Cr-Ni 合金抵抗塑性滑移的能力随 Mn 含量增加而提高, 所以合金的形状记忆效应也随着 Mn 含量的增加而增加(图 1). 据此, 增加 Mn 含量有助于 Fe-Mn-Si 基合金满足具有良好形状记忆效应的条件(1).

在 M_s+10 K 经相同量变形后, Fe-(14~21)Mn-5.5Si-8.5Cr-5Ni 合金的形状记忆效应随 Mn 含量的增加而升高, 但是其应力诱发 ε 马氏体体积分数却随 Mn 含量的增加而减小(图 3 和 4), 即应力诱发 ε 马氏体越少反而合金的形状记忆效应越好. 这就意味着 Fe-Mn-Si 基合金中应力诱发 ε 马氏体的可逆性随着 Mn 含量的增加而提高. 一方面, 3 种不同 Mn 含量合金变形后生成的应力诱发 ε 马氏体宽度随 Mn 含量增加而减小(图 7 和表 2). Kajiwara[27]和 Bergen 等[28]研究结果表明, 细条状的应力诱发 ε 马氏体具有更高的可逆性. 所以, 增加 Mn 含量有利于提高应力诱发 ε 马氏体的可逆性. 另一方面, 3 种不同 Mn 含量合金在 M_s+10 K 变形后其应力诱发 ε 马氏体交叉碰撞处引入的 α' 马氏体量随 Mn 含量的增加而减少. 在 21Mn 合金中几乎都没有 α' 马氏体的引入, 而是形成了 ε 马氏体孪晶(图 3 和 6). 当 2 个变体的 ε 马氏体交叉碰撞处形成 ε 马氏体孪晶后, 其对周围 ε 马氏体有很强的约束作用, 使 2 个变体的 ε 马氏体在交叉碰撞处很难生成其它相[29]. 研究[30]也表明, 在 Fe-Mn-Si 基合金中引入 α' 马氏体会阻碍应力诱发 ε 马氏体的逆转变, 从而恶化其形状记忆效应. 因此, 增加 Mn 含量将抑制 α' 马氏体的引入, 从而提高应力诱发 ε 马氏体的可逆性. 综上所述, Mn 从上述两方面提高了 Fe-Mn-Si-Cr-Ni 合金中应力诱发 ε 马氏体的可逆性, 使其满足了 Fe-Mn-Si 基合金获得良好形状记忆效应的条件(2).

当变形温度略高于 M_s 时, $\gamma\rightarrow\varepsilon$ 相变所需应力越小, 变形时引入的塑性滑移就越少, 所以 Fe-Mn-Si 基合金的形状记忆效应也就越好[18,31]. 由于 M_s 随着 Mn 含量的增加而降低, 在室温变形时则变形温度离 M_s 越来越远, 这将导致变形由塑性滑移承担的部分不断增加, 所以此时合金中形成的应力诱发 ε 马氏体越多形状记忆效应才会越好. 这就解释了 Otsuka 等[17]的结果以及 Inagaki 和 Inoue[18]关于 Mn 含量在 18%~28%之间合金的研究结果, 即应力诱发 ε 马氏体越多, 合金的形状记忆效应越好. 当 Fe-Mn-Si 基合金中有热诱发 ε 马氏体存在时, 虽然变形过程中形成的应力诱发 ε 马氏体随着 Mn 含量增加而增加, 但是应力诱发 ε 马氏体的可逆性却随着 Mn 含量增加而降低. 这就解释了 Inagaki 和 Inoue[18]关于 Mn 含量在 14%~18%之间合金的研究结果, 即当有热诱发 ε 马氏体存在时, 应力诱发 ε 马氏体越多反而形状记忆效应越差.

4 结论

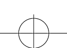
(1) 当在 M_s+10 K 变形时, Fe-(14~21)Mn-5.5Si-8.5Cr-5Ni 合金的形状记忆效应随 Mn 含量的增加而增加.

(2) Fe-(14~21)Mn-5.5Si-8.5Cr-5Ni 合金在 M_s+10 K 变形时, 奥氏体屈服强度 $\sigma_{\gamma\,\mathrm{slip}}$ 与应力诱发 ε 马氏体临界应力 σ_ε 的差值随 Mn 含量的增加而增大, 即奥氏体抵抗塑性变形的能力也随之增强. 这是增加 Mn 含量提高 Fe-Mn-Si 基合金形状记忆效应的原因之一.

(3) Fe-(14~21)Mn-5.5Si-8.5Cr-5Ni 合金在 M_s+10 K 变形时, Mn 含量的增加减小了应力诱发 ε 马氏体的宽度, 并抑制了 α' 马氏体的引入, 从而提高了应力诱发 ε 马氏体的可逆性. 这是增加 Mn 含量提高 Fe-Mn-Si 基合金形状记忆效应的另一个原因.

参考文献

[1] Sato A, Suaga Y, Tori T. *Acta Metall*, 1977; 25: 627
[2] Sato A, Chishima E, Soma K, Mori T. *Acta Metall*, 1982; 30: 1177
[3] Nishimura F, Watanabe N, Tanaka K. *Mater Sci Eng*, 1998; A247: 275
[4] Andrade M S, Osthues R M, Arruda G J. *Mater Sci Eng*, 1999; A273: 512
[5] Bliznuk V V, Gavriljuk V G, Kopitsa G P, Grigoriev S V, Runov V V. *Acta Mater*, 2004; 52: 4791
[6] Stanford N, Dune D P. *Mater Sci Eng*, 2007; A454: 407
[7] Jiang B H, Qu X, Zhou W M, Xi Z L, Hsu T Y. *Scr Mater Metall*, 1996; 34: 1437
[8] Gavriljuk V G, BliznukV V, Shanina B D, Kolesnik S P. *Mater Sci Eng*, 2005; A406: 1
[9] Wang D F, Chen Y R, Gong F Y, Liu D Z, Liu W X. *J Phys IV*, 1995; 05: 527
[10] Stanford N, Dunne D P. *Mater Sci Eng*, 2006; A422: 352
[11] Baruj A, Kikuchi T, Kajiwara S, Shinya N. *Mater Sci Eng*, 2004; A378: 333



[12] Koyama M, Sawaguchi T, Tsuzaki K. *Mater Sci Eng*, 2011; A528: 2882

[13] Koyama M, Sawaguchi T, Ogawa K, Kikuchi T, Murakami M. *Mater Sci Eng*, 2008; A497: 353

[14] Rong L J, Li Y Y, Shi C X. *Acta Metall Sin*,1995; 31: 125
(戎利建, 李依依, 师昌绪. 金属学报, 1995; 31: 125)

[15] Stanford N, Dunne D P. *Mater Sci Eng*, 2007; A454-455: 407

[16] Wen Y H, Peng H B, Wang C P, Yu Q X. Li N. *Adv Eng Mater*, 2011; 13: 1

[17] Otsuka H, Yamada H, Maruyama T, Tanahahi H, Matsua S, Murakam M. *ISIJ Int*, 1990; 30: 674

[18] Inagaki H, Inoue K. *Z Metall*, 1994; 85: 790

[19] Federzoni L, Guénin G. *Scr Mater Metall*, 1994; 31: 25

[20] Stanford N, Chen K, Dunne D P, Jin X J. *ISIJ Int*, 2007; 47: 883

[21] Stanford N, Dunne D P. *J Mater Sci*, 2006; 41: 4883

[22] Lee T H, Ha H Y, Kang J Y, Moon J, Lee C H, Park S J. *Acta Mater*, 2013; 61: 7399

[23] Olson G B, Cohen M. *J Less-Common Met*, 1972; 28: 107

[24] Caenegem N V, Duprez L, Verbeken K, Cooman B C, Houbaert Y, Segers D. *ISIJ Int*, 2007; 47: 723

[25] Stanford N, Dunne D P. *Acta Mater*, 2010; 58: 6752

[26] Tomota Y, Nakagawara W, Tsuzaki K, Maki T. *Scr Mater Metall*, 1992; 26: 1571

[27] Kajiwara S. *Mater Sci Eng*, 1999; A273-275: 67

[28] Bergeon N, Guenin G, Esnouf C. *Mater Sci Eng*, 1998; A242: 87

[29] Matsumoto S, Sato A, Mori T. *Acta Metall Mater*, 1994; 42: 1207

[30] Yang J H, Wayman C M. *Metall Trans*, 1992; 23A: 1445

[31] Caenegem N V, Duprez L, Verbken K, Cooman B C D, Houbaert Y, Segrs D. *ISIJ Int*, 2007; 47: 723

(责任编辑:毕淑娟)

